

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ АУСТЕНИТИЗАЦИИ СТАЛЕЙ 12Х2Г2НМФТ И 12ХН3А В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ

*Заяц Л.Ц., Балахнин А.Н., Панов Д.О., Шарлаимова Е.Н.,
Титова М.Г., Леонтьев П.А.*

Руководитель – проф., д.т.н. Симонов Ю.Н.

Пермский государственный технический университет, г.Пермь
aleksbal59@gmail.com

Среди основных механизмов повышения прочностных характеристик стали только зернограницный механизм способствует одновременному повышению предела текучести и ударной вязкости. Остальные механизмы при увеличении прочности повышают склонность к хрупкому разрушению.

В конструкционных сталях со структурой пакетного мартенсита, диспергирование структуры (уменьшение размера пакета) возможно только за счет уменьшения размера аустенитного зерна. В работах Садовского, Грэнджа, Портера, Кабальеро было показано, что для реализации измельчения зерна аустенита необходимо:

1. Получение минимального размера зерна при первичной рекристаллизации аустенита, в результате наследования высокой плотности дефектов кристаллического строения в ходе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, причем эффект измельчения тем больше, чем выше плотность наследованных дефектов;

2. Торможение процессов собирательного роста рекристаллизованных зерен аустенита.

Повышение сопротивления диффузионной релаксации системы при нагреве имеет решающее значение для получения гомогенного аустенита с высокой плотностью дислокаций и развития в нем первичной рекристаллизации, обеспечивающей получение минимального размера зерна.

Целью данного исследования является изучение влияния системы легирования на кинетику и характер процессов релаксации исходно закаленной стали при быстром нагреве в межкритическом интервале температур ($A_{c1} \dots A_{c3}$).

В качестве материалов исследования выбраны: низкоуглеродистая мартенситная сталь 12Х2Г2НМФТ с высоким сопротивлением диффузионной релаксации и низкоуглеродистая сталь 12ХН3А, система легирования которой снижает сопротивление к диффузионной релаксации.

По дилатометрическим кривым сталей 12Х2Г2НМФТ и 12ХН3А, полученных при нагреве с различными скоростями построены фрагменты

термокинетических диаграмм (рис. 1), где приведены интервалы аустенитизации исследуемых сталей и температуры, соответствующие уровню 50 % $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Температурно-временные параметры аустенитизации в зависимости от скорости нагрева стальных образцов приведены в таблице 1.

Для обеих сталей при увеличении скорости нагрева наблюдается расширение температурного интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, что связано со смещением критической точки A_{c1} вниз и A_{c3} вверх по температурной шкале.

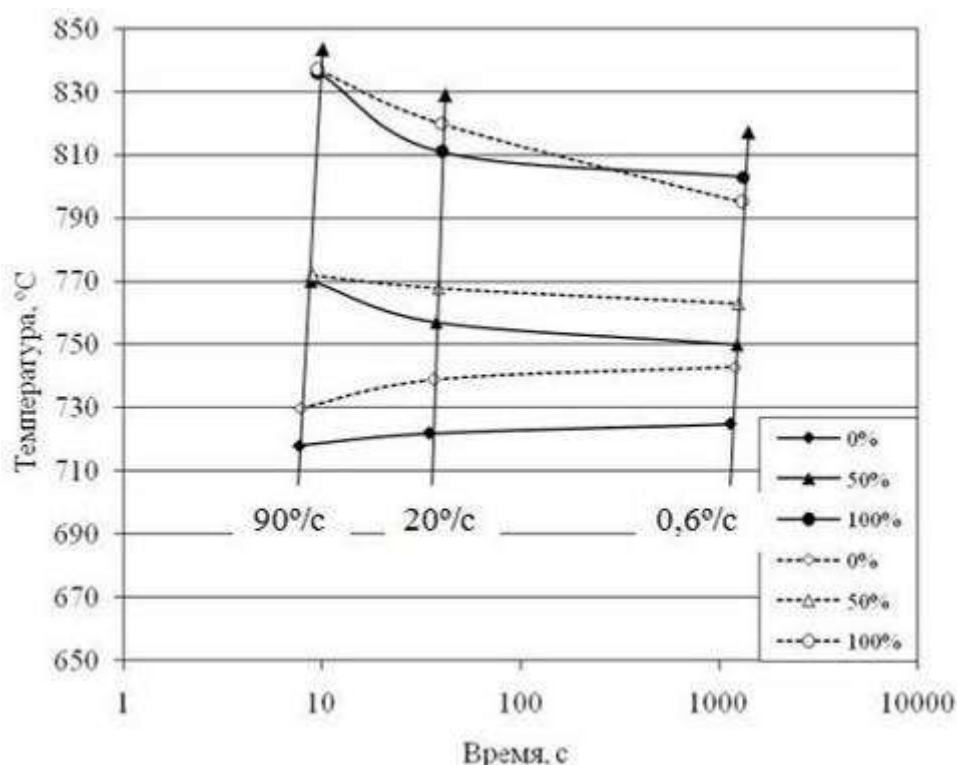


Рисунок 1. Фрагменты термокинетических диаграмм образования аустенита для сталей 12Х2Г2НМФТ (штриховые линии) и 12ХН3А (сплошные линии)

Инициация начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при более низких температурах, т.е. снижение A_{c1} , с увеличением скорости нагрева вызвана сохранением в структуре к моменту начала превращения высокой плотности нерелаксированных дислокаций, поля напряжений от которых не скомпенсированы за счет процессов диффузионной релаксации. Смещение окончания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в область более высоких температур (повышение A_{c3}) при увеличении скорости нагрева обусловлено тем, что завершающие стадии $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в решающей степени контролируются диффузионными процессами требующими времени.

Таблица 1. Зависимость параметров МКИТ от скорости нагрева сталей с разной устойчивостью к диффузионной релаксации

Марка стали	Скорость нагрева, °C/сек	Температуры $A_{c1} \dots A_{c3}$, °C	Ширина МКИТ	
			По температуре, °C	По времени, с
12Х2Г2НМФТ	90	730...837	107	1,19
	20	739...820	81	4,05
	0,6	743...795	52	86,7
12ХН3А	90	718...836	118	1,31
	20	722...811	89	4,45
	0,6	727...803	76	126,7

Примечание. По литературным данным МКИТ в условиях, близких к равновесным, для 12Х2Г2НМФТ соответствует 720...830 °C, а для 12ХН3А – 715...773 °C.

Результаты эксперимента показали, что с повышением скорости нагрева увеличивается ширина температурного интервала и превращение сдвигается в область более высоких температур.

Высокая стойкость стали 12Х2Г2НМФТ к диффузионной релаксации проявляется в более узком по сравнению с 12ХН3А межкритическом температурном интервале при одинаковых скоростях нагрева и, как следствие, приводит к меньшему времени нахождения 12Х2Г2НМФТ в МКИ при прочих равных условиях нагрева. Это делает сталь 12Х2Г2НМФТ более стойкой к нежелательному расслоению химического состава при нагреве как в область МКИ, так и выше A_{c3} .